

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2003166035 A**

(43) Date of publication of application: **13.06.03**

(51) Int. Cl.  
**C22C 38/00**  
**B21B 3/00**  
**C21D 9/46**  
**C22C 38/06**  
**C22C 38/58**

(21) Application number: **2001362627**

(22) Date of filing: **28.11.01**

(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor:  
**NONAKA TOSHIKI**  
**FUJITA NOBUHIRO**  
**TANIGUCHI YUICHI**

(54) **HIGH-STRENGTH THIN STEEL SHEET  
SUPERIOR IN DELAYED FRACTURE  
RESISTANCE AFTER BEING FORMED,  
MANUFACTURING METHOD THEREFOR, AND  
HIGH STRENGTH COMPONENT FOR  
AUTOMOBILE MADE OF THE HIGH-STRENGTH  
THIN STEEL SHEET**

(57) Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a high-strength thin steel sheet which prevents hydrogen- attributed defects from occurring after being formed, and is superior in delayed fracture resistance, and to provide

a manufacturing method therefor.

**SOLUTION:** The thin steel sheet includes 7% or less of retained austenite by volume fraction, 100-100,000 pieces per square meter of crystallites and precipitates with particle diameters of 0.01-5.0  $\mu\text{m}$ , and, by wt.%, 0.05-0.3% C, 3.0% or less Si, 0.01-3.0% Mn, 0.02% or less P, 0.02% or less S, 3.0% or less Al, 0.01% or less N, 0.0002-0.01% Mg, and the balance iron with unavoidable impurities. The thin steel sheet can further include Ti, Nb, V, Zr, Cr, Mo, W, Cu, Ni, Co, B, REM, Ca, and Y, as selective elements in the steel composition.

**COPYRIGHT: (C)2003,JPO**

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2003-166035

(P2003-166035A)

(43)公開日 平成15年6月13日(2003.6.13)

(51)Int.Cl.<sup>7</sup>

識別記号

F I

テ-マ-ト\*(参考)

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 S 4 K 0 3 7

B 2 1 B 3/00

B 2 1 B 3/00

A

C 2 1 D 9/46

C 2 1 D 9/46

G

C 2 2 C 38/06

C 2 2 C 38/06

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数13 O L (全 12 頁)

(21)出願番号 特願2001-362627(P2001-362627)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(22)出願日 平成13年11月28日(2001.11.28)

(72)発明者 野中 俊樹

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72)発明者 藤田 展弘

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74)代理人 100078101

弁理士 綿貫 達雄 (外2名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板及びその製造方法並びに高強度薄鋼板により作成された自動車用強度部品

(57)【要約】

【課題】本発明は、高強度薄鋼板において、成形加工後に発生する水素性欠陥を防止し、耐遅れ破壊性に優れた鋼板とその製造方法について提供する。

【解決手段】 残留オーステナイトが体積率で7%以下であり、晶出物、析出物の粒径が $0.01\mu\text{m}\sim 5.0\mu\text{m}$ で1平方mあたり100~100000個含有する薄鋼板であり、かつ重量%でC:0.05%~0.3%、Si:3.0%以下、Mn:0.01~3.0%、P:0.02%以下、S:0.02%以下、Al:3.0%以下、N:0.01%以下、Mg:0.0002%~0.01%を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる薄鋼板。更に選択元素として、鋼組成にTi、Nb、V、Zr、Cr、Mo、W、Cu、Ni、Co、B、REM、Ca、Yを含有させることができる。

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】重量%にて、

C : 0.05%~0.3%、

Si : 3.0%以下、

Mn : 0.01~3.0%、

P : 0.02%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.01%~3.0%、

N : 0.01%以下、

Mg : 0.0002%~0.01%

を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼で

あることを特徴とし、鋼板の組織中に残留オーステナイト

が体積率で7%以下であり、Mgの酸化物、硫化物、

複合晶出物および複合析出物のいずれか1種以上を、

平均粒子径/d : 0.01~5.0  $\mu\text{m}$ 密度/ $\rho$  : 1平方mmあたり100~100000個 \*式(A)の条件: ①  $1000(V-0.1)^{-5.5} \geq 10$  の時は  $1000(V-0.1)^{-5.5} = 10$ ②  $2 \leq Mg \leq 100 \text{ ppm}$ ③  $0.01 \leq d \leq 5.0 \mu\text{m}$ 、 $(d-0.2)^2 \leq 0.2$  の時は  $(d-0.2)^2 = 0.2$ ④  $100 \leq \rho \leq 100000 \text{ 個/mm}^2$ ⑤  $780 \text{ MPa} \leq TS$ 

## 【請求項2】更に、重量%にて、

V : 0.005~1%、

Ti : 0.002~1%、

Nb : 0.002~1%、

Zr : 0.002~1%

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避

的不純物からなる鋼であることを特徴とする請求項1に

記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項3】更に、重量%にて、

Cr : 0.005~5%、

Mo : 0.005~5%、

W : 0.005~5%

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避

的不純物からなる鋼であることを特徴とする請求項1

または2に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項4】更に、重量%にて、

Cu : 0.005~2.0%

を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼で

あることを特徴とする請求項1~3に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項5】更に、重量%にて、

Ni : 0.005~2.0%、

Co : 0.005~2.0%

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避

的不純物からなる鋼であることを特徴とする請求項1か

\*分布: 平均粒子径からの標準偏差:  $\sigma$  と平均粒子径:  $d$ の比が、 $\sigma/d \leq 1.0$  満たす分布形態を有し、さらに、これら分布が残留オーステナイトの体積率/ $V_{\gamma}\%$ と引張強度  $TS/\text{MPa}$  が式(A)を満たすことを特徴

とする、成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

式(A) :  $1000(V_{\gamma}-0.1)^{-5.5} + \alpha(Mg-40)^2 - 50(d-0.2)^2 + 1.1 \ln \rho + 700$  $(TS-680)^{-0.9} \geq 10$ 10 \* )  $\alpha = -0.005 (Mg \leq 40)$ 、 $\alpha = -0.002 (Mg > 40)$  $V_{\gamma}$  : 残留オーステナイト体積率 (%)

Mg : Mg量 (重量ppm)

d : 粒径 ( $\mu\text{m}$ ) $\rho$  : 密度 (個/ $\text{mm}^2$ )

TS : 引張強度 (MPa)

ら4に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項6】更に、重量%にて、

B : 0.0002~0.1%

を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼で

あることを特徴とする請求項1から5に記載の成形加工

後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項7】更に、重量%にて、

REM : 0.0005~0.01%、

Ca : 0.0005~0.01%、

Y : 0.0005~0.01%

の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避

的不純物からなる鋼であることを特徴とする請求項1か

ら6に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項8】請求項1から7のいずれかに記載の組成か

らなる铸片を製造し、 $A_{r3}$  点以上の仕上温度で熱間圧

延を施し、500~800℃で捲取り、次いで通常の酸

洗の後、圧下率を30~80%として冷間圧延後、焼鈍

工程で600℃以上950℃以下に均熱して再結晶焼鈍

を施し、次いで調質圧延を施した成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板の製造法。

【請求項9】請求項8記載の製造方法で、焼鈍後200

~700℃の温度域で1分から10時間保持することを

特徴とする、成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度

薄鋼板の製造法。

【請求項10】請求項1から7に記載の高強度鋼板が熱

延鋼板または冷延鋼板であることを特徴とする、成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項11】鋼板に亜鉛めっきの表面処理を施したことを特徴とする請求項1から7に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項12】請求項9または請求項10に記した鋼板に、さらにフィルムラミネート処理をする成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項13】請求項1から7に記載の高強度薄鋼板により作成された自動車用強度部品。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、特に高強度薄鋼板において問題となる、置き割れや遅れ破壊を抑制した高強度薄鋼板及びその製造方法並びにそれらにより作成される自動車用強度部品に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、ボルト、PC鋼線やラインパイプといった用途には高強度鋼が多く使われており、780MPa以上の強度になると、鋼中への水素の侵入により遅れ破壊が発生することが知られている。これに対し、①薄鋼板は板厚が薄いため水素が侵入しても短時間で放出されること、②加工性の点で780MPa以上の鋼板の利用がほとんどなかったことなどから、遅れ破壊に対する問題意識は低かったと言える。

【0003】しかし、最近では自動車の軽量化や衝突安全性の向上の必要性から、バンパーやインパクトビーム等の補強材やシートレール等に780MPa以上の超高強度鋼板をプレス成形やパイプ成形や曲げ加工や端面加工や穴抜き加工などを施して、使用に供する場合が急速に増えてきている。したがって、耐遅れ破壊性を備えた超高強度薄鋼板の開発が急務である。

【0004】これまで、耐遅れ破壊を向上させる技術はほとんどがボルトや条鋼、厚板といった製品のままでかつ耐力または降伏応力以下で使用されることの多い鋼材に対して開発されてきた。

【0005】例えば条鋼・ボルト用鋼においては、焼き戻しマルテンサイトを中心に開発が行われ、「遅れ破壊解明の新展開」（（社）日本鉄鋼協会 材料の組織と特性部会 高強度鋼の遅れ破壊研究会 平成9年1月）にCr、MoやVといった焼き戻し軟化抵抗性を示す添加元素が耐遅れ破壊性向上に有効であることが報告されている。これは、合金炭化物を析出させて、これを水素のトラップサイトに活用することで遅れ破壊形態を粒界から粒内破壊へと移行させる技術である。しかし、これらの鋼はC量0.4%以上で合金元素も多く含むことから、薄鋼板で要求される加工性や溶接性が劣悪で、さらに、合金炭化物析出には数時間以上という析出熱処理が必要なため、製造性にも問題がある。また、特開平11-293383号でTi、Mgを主体とする酸化物が水

素性欠陥を防ぐことに効果があるとされている。しかし、これは対象が厚鋼板であり、特に大入熱の溶接後の遅れ破壊については考慮されているものの、薄鋼板に要求される加工度の高い成形加工を受けたり、端面加工に伴うバリ発生等の遅れ破壊現象に及ぼす影響については一切考慮されていない。さらには、薄鋼板の基本的特性である加工性についての考慮も一切無い。

【0006】一方、薄鋼板の遅れ破壊に関しては、（例えば、山崎ら CAMP-ISIJ vol.5p1839～1842（1992））残留オーステナイト量の加工誘起変態に起因した遅れ破壊の助長について報告されている。これは、薄鋼板の成型加工を考慮したものであるが、耐遅れ破壊性を劣化させない残留オーステナイト量の規制について述べられている。すなわち、特定の組織を持つ高強度薄鋼板に関するものであり、根本的な耐遅れ破壊向上対策とは言えない。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】上記のように、特に薄鋼板の使用環境や現状設備による製造性を考慮し、基本的特性である成形加工性を確保しつつ使用前の成形加工等の遅れ破壊に対する対策を講じた開発事例はほとんどない。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、以上のような背景から、薄鋼板における使用環境および現状設備での製造方法を十分に考慮して、根本的に耐遅れ破壊性を向上させる方法を見出すに至った。すなわち、Mgの化合物または複合化合物形成させて、これの形態を制御することで、高強度薄鋼板の成形加工性を劣化させることなく、成形加工後の耐遅れ破壊性を向上させることを見出した。かつ現状の製造設備（熱間圧延、連続焼鈍、溶融亜鉛めっき、電気めっき設備など）を用いた前記の高強度薄鋼板の有効な製造方法を見出した。詳細は以下の通りである。

【0009】（1）重量%にて、C：0.05%～0.3%、Si：3.0%以下、Mn：0.01～3.0%、P：0.02%以下、S：0.02%以下、Al：0.01%～3.0%、N：0.01%以下、Mg：0.0002%～0.01%を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼であることを特徴とし、鋼板の組織中に残留オーステナイトが体積率で7%以下であり、Mgの酸化物、硫化物、複合晶出物および複合析出物のいずれか1種以上を、

平均粒子径/d：0.01～5.0μm

密度/ρ：1平方mmあたり100～100000個

分布：平均粒子径からの標準偏差：σと平均粒子径：dの比が、σ/d≤1.0を満たす分布形態を有し、さらに、これら分布が残留オーステナイトの体積率/V<sub>γ</sub>%と引張強度TS/MPaが式（A）を満たすことを特徴とする、成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼

板。

式(A) :  $1000(V_{\gamma}-0.1)^{-5.5} + \alpha(Mg-40)^2 - 50(d-0.2)^2 + 1.1 \ln \rho + 700$   
 $(TS-680)^{-0.9} \geq 10$

\* )  $\alpha = -0.005 (Mg \leq 40)$ 、 $\alpha = -0.002 (Mg > 40)$

\*

式(A)の条件: ①  $1000(V-0.1)^{-5.5} \geq 10$ の時は  $1000(V-0.1)^{-5.5} = 10$

②  $2 \leq Mg \leq 100$  ppm

③  $0.01 \leq d \leq 5.0 \mu m$ 、 $(d-0.2)^2 \leq 0.2$ の時は  $(d-0.2)^2 = 0.2$

④  $100 \leq \rho \leq 100000$  個/mm<sup>2</sup>

⑤  $780 MPa \leq TS$

【0010】(2)更に、重量%にて、V : 0.005~1%、Ti : 0.002~1%、Nb : 0.002~1%、Zr : 0.002~1%、の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼であることを特徴とする(1)に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0011】(3)更に、重量%にて、Cr : 0.005~5%、Mo : 0.005~5%、W : 0.005~5%の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼であることを特徴とする

(1)または(2)に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0012】(4)更に、重量%にて、Cu : 0.005~2.0%を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼であることを特徴とする(1)~(3)に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0013】(5)更に、重量%にて、Ni : 0.005~2.0%、Co : 0.005~2.0%の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼であることを特徴とする(1)から(4)に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0014】(6)更に、重量%にて、B : 0.002~0.1%、を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼であることを特徴とする(1)から

(5)に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0015】(7)更に、重量%にて、REM : 0.0005~0.01%、Ca : 0.0005~0.01%、Y : 0.0005~0.01%の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなる鋼であることを特徴とする(1)から(6)に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0016】(8)(1)から(7)のいずれかに記載の組成からなる鋳片を製造し、Ar<sub>3</sub>点以上の仕上温度で熱間圧延を施し、500~800℃で捲取り、次いで通常の酸洗の後、圧下率を30~80%として冷間圧延後、焼鈍工程で600℃以上950℃以下に均熱して再

\*  $V_{\gamma}$  : 残留オーステナイト体積率 (%)

Mg : Mg量 (重量ppm)

d : 粒径 ( $\mu m$ )

$\rho$  : 密度 (個/mm<sup>2</sup>)

TS : 引張強度 (MPa)

結晶焼鈍を施し、次いで調質圧延を施した成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板の製造法。

【0017】(9)(8)記載の製造方法で、焼鈍後200~700℃の温度域で1分から10時間保持することとを特徴とする、成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板の製造法。

【0018】(10)(1)から(7)に記載の高強度鋼板が熱延鋼板または冷延鋼板であることを特徴とする、成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0019】(11)鋼板に亜鉛めっきの表面処理を施したことを特徴とする(1)から(7)に記載の成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0020】(12)(9)または(10)に記した鋼板に、さらにフィルムラミネート処理をする成形加工後の耐遅れ破壊性に優れた高強度薄鋼板。

【0021】(13)(1)から(7)に記載の高強度薄鋼板により作成された自動車用強度部品。

【0022】

【発明の実施の形態】焼き戻しマルテンサイト鋼では遅れ破壊は旧オーステナイト粒界等に水素が集積することにより、ボイド等が発生し、その部分が起点となって破壊を生じると考えられている。そこで、水素のトラップサイトを均等かつ微細に分散させて、その部分に水素をトラップさせると、拡散性水素濃度が下がり、遅れ破壊の感受性が下がる。前出の特開平11-293383号にあるように、MgおよびTiを複合添加した厚鋼板における酸化物の分散形態制御で、水素起因の耐遅れ破壊性が向上することが分かっている。しかし、薄鋼板のように成形加工を受けるため、高い残留応力が発生したり、加工端面にバリ等があると必然的に耐遅れ破壊性も劣化するため、これに伴う遅れ破壊特性の劣化を補足できない。このように、薄鋼板の使用形態を考慮した遅れ破壊特性に関する研究は少なく、MgやTiの酸化物形態制御のみでは解決できない。また、トラップサイトの微細分散は、薄鋼板の基本特性である延性を劣化させる懸念もある。

【0023】本発明者らは、上述の背景を踏まえて、薄

鋼板の使用環境、すなわち成形加工後においても耐遅れ破壊性を確保・向上させるため、種々の晶出物、析出物に加えて、鋼板の強度、組織の影響をそれぞれ検討した。その結果、薄鋼板の使用環境下で、高い残留応力下や端面のバリ発生があっても、耐遅れ破壊性を向上・確保するための技術を見出した。すなわち、

① Mgを含む酸化物または硫化物と、それらと複合晶出または析出した化合物の分散形態制御。

② 鋼板のミクロ組織中の残留オーステナイト量。

③ 鋼板の強度。

をそれぞれ制御することで、有効に水素のトラップサイトであるMgの化合物または複合晶出・析出物を効果的に分散させ、延性および成形加工後の耐遅れ破壊性を両立させる事ができる。これを満たすための条件として、式(A)を規定した。尚、①のMgを含む酸化物または硫化物と、それらと複合晶出または析出した化合物は、粒内(旧オーステナイト粒界等のミクロ組織の相界面を除く)にあると、より遅れ破壊特性向上に有効である。

【0024】上記の本発明の①②③を得るには製造条件を特定して、種々の元素の酸化物、窒化物、硫化物等の晶出物や析出物が水素のトラップサイトになり得る形態を制御することも有効である。

【0025】式(A)を満たすことで、高強度薄鋼板の耐遅れ破壊性を成形加工後においても十分に確保できる。これは薄鋼板の成形加工により導入される転位や残留応力場とトラップサイトとなる粒子の相互作用が、厚鋼板での熱間圧延や溶接後冷却時に導入される転位や残留応力とのそれとは異なることや、薄鋼板と厚鋼板の熱処理方法の違いに起因すると考えられる。上記①と②は以下のように限定する。

【0026】残留オーステナイト量：残留オーステナイトは加工誘起変態によりマルテンサイトになると遅れ破壊感受性を大きくしてしまうため、上限を体積率で7%以下とした。

【0027】平均粒子径：平均粒子径は、0.01μmから5.0μmに限定した。水素のトラップサイトとしてはある程度の大きさが必要であり、かつ、微細な粒子が多量にあることは薄鋼板の延性を確保する上でも好ましいものではなく、製造も困難となる。したがって、下限を0.01μmとした。また、粗大粒子はトラップサイトとしての作用がなくなる上破壊の起点となり得るので5.0μmを上限とした。

【0028】密度：粒子密度は、100～100000個/mm<sup>2</sup>とした。粒子密度が低いことは、トラップサイト数が少ないことを意味し、加工後の耐遅れ破壊性を確保できないため、下限を100個/mm<sup>2</sup>とした。また、高密度の場合には、延性や成形加工性が劣化することおよび耐遅れ破壊性向上効果も飽和することから、100000個/mm<sup>2</sup>を上限とした。

【0029】分布：粒子の分布を、平均粒子径からの標

準偏差： $\sigma$ と平均粒子径： $d$ の比が、式： $\sigma/d \leq 1.0$ を満たすこととした。 $\sigma/d > 1.0$ とは、粒子分布が広範囲にわたることを意味し、耐遅れ破壊向上効果が同じ平均粒径に比べて小さくなり、延性劣化や破壊の起点数の増加にもつながることから、上限を1.0以下とした。

【0030】ここで、Mg化合物を含む粒子の測定について述べる。粒子の測定は、薄膜または抽出レプリカのサンプルを用いて、走査型または透過型電子顕微鏡にて、5000～100000倍の倍率で観察を行い、最低30視野を測定することで得られる値とする。粒子径は、画像解析による円相当径にて評価する。また、密度を求める際には、複合析出または晶出物は1ヶとして数える。組成分析は、EDXおよびEELSを用い、構造解析はDiffraction patternを解析することで行った。各複合化合物は、Mgの他合金添加元素(例えばTi、Nb、V、Cr、Mo、REM、Caなど)を含有した化合物(炭化物、窒化物、酸化物や硫化物など)である。

【0031】以下に本発明を更に詳細に説明する。本発明では高強度薄鋼板について述べているが、主に引張強度で780MPa以上、板厚は0.5mm～4.0mmの鋼板についてである。次に式(A)であるが、残留オーステナイトの体積率、平均粒子径、密度、Mg量、引張強度が耐遅れ破壊性の要因としてあげられることに加えて、図1より設定した。式(A)の左辺を関数 $f(V_\gamma, Mg, d, \rho, TS)$ とおくと、 $f(V_\gamma, Mg, d, \rho, TS)$ の値が10以上で著しく耐遅れ破壊性が向上する。さらに各変数についての耐遅れ破壊性に対する影響を図2～4に示す。図中の○は耐遅れ破壊性が良好であり、×は不良であったことを示す。

【0032】図2は $f(V_\gamma)$ と残留オーステナイト体積率 $V_\gamma$ の相関グラフである。グラフの条件はMg：30ppm、平均粒子径：0.4μm、密度：1500個/mm<sup>2</sup>、引張強度：1480MPaである。 $V_\gamma$ が高いと耐遅れ破壊性が劣化するが、 $f(V_\gamma)$ 値が高い発明鋼は $V_\gamma$ が7%以下で良好な耐遅れ破壊性を示す。また、 $V_\gamma$ が7%以下でも×の比較鋼はMg、粒径、密度が範囲外のため $f(V_\gamma) < 10$ となり耐遅れ破壊性が悪化したためである。

【0033】図3は $f(Mg)$ とMg添加量の相関グラフである。グラフの条件は残留オーステナイトの体積率：3.0%、平均粒子径：0.4μm、密度：1500個/mm<sup>2</sup>、引張強度：1480MPaである。Mg添加量が20～70ppmに特に耐遅れ破壊性が良好な領域がある。また、Mgが100ppm以下で×のものは残留オーステナイト、粒径、密度が範囲外のため $f(Mg) < 10$ となり耐遅れ破壊性が悪化したためである。

【0034】図4は $f(\rho)$ と晶出物及び析出物の密度の相関グラフである。グラフの条件は残留オーステナイト

の体積率：3.0%、Mg：30ppm、引張強度：1380MPaである。密度が低いと耐遅れ破壊性が悪いと言える。また、密度 $\rho$ が請求項の範囲内であるが $\times$ のものは、残留オーステナイト、Mg、粒径が範囲外のため $f(\rho) < 1.0$ となり耐遅れ破壊性が悪化したためである。以上により、式(A)を満たせば耐遅れ破壊性に優れるとした。

【0035】次に、本発明における鋼の化学成分の限定理由について説明する。Cは、鋼板の強度を上昇できる元素である。特にマルテンサイトやオーステナイトなどの硬質相を生成し高強度化には必須の元素であり、780MPa以上の強度を得るためには0.05%以上が必要であるが、逆に多く含有すると、脆性破壊の起点となるセメンタイトを増加させるため、水素脆性を生じ易くする。従って、上限を0.3%とした。

【0036】Siは、材質を大きく硬質化する置換型固溶体強化元素であり、鋼板の強度を上昇させることに有効なうえ、セメンタイト析出を抑制する元素であるが、3.0%を超えると熱間圧延でのスケール除去にコストがかかり経済的に不利なため、3.0%を上限とする。また、添加量が多いとめっき性を劣化させるため、めっき性を向上させるためには0.6%以下が望ましい。

【0037】Mnは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。しかし、0.01%未満ではこの効果が得られないので、下限値を0.01%とした。逆に多いとP、Sとの共偏析を助長するだけでなく、加工性が劣化する場合があるため3.0%を上限値とする。

【0038】Pは、粒界偏析による粒界破壊の助長をする元素であり、低い方が望ましいが、極低下は製造コスト上好ましくない。また耐食性を劣化させる元素であるため、上限を0.02%とする。

【0039】Sは、腐食環境下での水素吸収を助長する元素であり、低い方が望ましいが、極低下は製造コスト上好ましくない。特に加工性を高めるためには低い方が望ましく上限を0.02%とする。

【0040】Alは、脱酸のため0.01%以上を添加するが、添加量が増加するとアルミナ等の介在物が増加し、加工性が劣化する及び溶接性を劣化するため3.0%を上限とする。尚、0.2%以上添加すると残留オーステナイトの生成を抑制する効果があるため望ましい。

【0041】Nは、加工性劣化や溶接時のブローホール発生にも寄与するため少ない方が良い。0.01%を超えると加工性が劣化してくるので、0.01%を上限とする。

【0042】Mgは、自身の化合物が耐遅れ破壊性向上に効果的なだけでなく、他元素との複合析出物または複合昇晶析出物を生成させ、かつそれらの形態を耐遅れ破壊性向上に寄与するよう制御するために必要な元素であることから、0.0002%以上とした。しかし、0.01%超では粗大酸化物および硫化物を生成して、形態制

御に効果的でなくなる上、薄鋼板の基本的要求特性である成形加工性を低下させるため、上限を0.01%とした。

【0043】次に、V、Ti、Nb、Zrは強炭化物生成元素であり、析出物や介在物を生成させて強度及び耐遅れ破壊性を改善するために必要な元素である。更にVは、鋼板の強度上昇及び粒径の微細化に有効な元素である。しかし、0.005%未満ではこの効果が得られないために、下限値を0.005%とした。逆に、1%超含有すると炭窒化物の析出が顕著になり、延性低下が著しくなる。このため上限値を1%とした。

【0044】更にTiは、鋼板の強度上昇及び粒径の微細化に有効な元素である。しかし、0.002%未満では析出物の個数が低下するために、下限値を0.002%とした。逆に、1%超では粗大析出または昇出物が生成するために加工性および耐遅れ破壊性が低下する。このため、上限値を1%とした。

【0045】更にNbは、鋼板の強度上昇及び細粒化に有効な元素である。しかし、0.002%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.002%とした。逆に、1%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり加工性および耐遅れ破壊性低下が生じるため、上限値を1%とした。

【0046】更にZrは、鋼板の強度上昇及び細粒化に有効な元素である。しかし、0.002%未満では析出物の個数が低下するために、下限値を0.002%とした。逆に、1%超では粗大析出または昇出物が生成するために加工性および耐遅れ破壊性が低下する。このため、上限値を1%とした。

【0047】次に、Cr、Mo、Wは炭化物形成元素及び焼戻軟化抵抗元素であり、強度及び耐遅れ破壊性を改善するために必要な元素である。更にCrは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。しかし、0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。逆に、5%超含有すると加工性低下が生じるため、上限値を5%とした。

【0048】更にMoは、鋼板の焼入れ性を高め連続焼鈍設備で安定してマルテンサイトを得るために有効な元素であるだけでなく、粒界を強化して水素脆性の発生を抑制する効果がある。しかし、0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。また、5%超ではこれらの効果が飽和するため、上限値を5%とした。

【0049】更にWは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。しかし、0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。逆に、5%超含有すると加工性低下が生じるため、上限値を5%とした。

【0050】次に、Cuは、強化に有効である上、自信の微細析出は遅れ破壊の向上にも寄与するため、0.0

0.5%以上の添加とした。また、過剰添加は加工性の劣化を招くことから、上限を2.0%とした。

【0051】次に、Ni、Coは焼入れ性を高める強化元素である。更にNiは、Ni硫化物が水素侵入を抑制し遅れ破壊特性を向上させる硬化や、鋼板の焼入れ性を高めることにより鋼板の強度を確保する効果がある。しかし、0.005%未満ではこれらの効果が得られないため下限値を0.005%とした。逆に、2%超では加工性が悪くなるため、上限値を2%とした。

【0052】更にCoは、強化に有効であるため、0.005%以上の添加とした。また、過剰添加は加工性の劣化を招くことから、上限を2.0%とした。

【0053】次にBは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。しかし、0.0002%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.0002%とした。逆に、0.1%超含有すると熱間加工性が劣化するため、上限値を0.1%とした。

【0054】次にREM、Ca、Yは、介在物の形態制御に有効で、耐遅れ破壊性に寄与することから、0.0005%以上の添加とした。一方、過剰添加は熱間加工性を劣化させるため、0.01%以下の添加とした。

【0055】次に製造方法について説明する。まず、規定した成分を有する鋳片を熱間圧延する。この際、フェライト粒にひずみが過度に加わり加工性が低下するのを防ぐためにA<sub>r3</sub>以上で仕上圧延を実施する。また、高温すぎても焼鈍後の再結晶粒径およびMgの複合析出または昇出物が必要以上に粗大化するため、940℃以下が望ましい。巻き取り温度については、高温にすれば再結晶や粒成長が促進され、加工性の向上が望まれるが、熱間圧延時に発生するスケール生成も促進され酸洗性が低下するので、800℃以下とする。一方で低温になりすぎると硬化するため、冷間圧延時の負荷が高くなる。このため、500℃以上とする。

【0056】酸洗後の冷間圧延は、圧下率が低いと鋼板の形状矯正が難しくなるため下限値を30%とする。また、80%を超える圧下率で圧延すると、鋼板のエッジ部に割れの発生及び形状の乱れのため上限値を80%とする。連続焼鈍温度は低すぎると未再結晶の状態になり硬質化し、逆に高すぎると粒が粗大化しプレス時に肌荒れを起こす場合があるという問題点があるので、600℃以上950℃以下とする。焼鈍は連続焼鈍または箱焼鈍設備を用いて行う。

【0057】また必要に応じて、焼鈍後、200～700℃の温度域で1分から10時間保持して、その後冷却しても良い。この熱処理により、合金炭化物または窒化物（例えばV、Cr、Mo、W含有の炭窒化物）を析出させ、これらが新たな水素のトラップサイトとして働き、より耐遅れ破壊性が高まる。条件が、低温短時間になると十分な析出が起こらず、高温長時間になると析出物が粗大化してトラップサイトとして機能しなくなるこ

とから、本範囲とした。

【0058】前記の鋳片は、鑄造速度が早いとMg化合物が過度に微細化し、鑄造速度が遅いとMg化合物が粗大化しかつ粒子数も少なくなりMg化合物の遅れ破壊制御が十分に発揮できない場合がある。鋳片の鑄造速度としては、0.05m/分～20.0m/分が望ましい。更に、Mg化合物の遅れ破壊性向上効果を安定的に利用するには1.0m/分～3.0m/分が好ましい。

【0059】なお、本鋼板は熱延鋼板、冷延鋼板、めっき鋼板のいずれでもかまわない。更にめっきは通常の亜鉛めっき、アルミめっき等のいずれでもかまわない。めっきは溶融めっき及び電気めっきのいずれでも良く、更にめっき後に合金化熱処理を施してもかまわないし、複層めっきでもかまわない。また、めっきを施さない鋼板上やめっき鋼板上にフィルムラミネート処理をした鋼板も本発明を逸脱するものではない。

【0060】さらに、本発明の高強度薄鋼板（例えば780MPa以上の鋼板）を形成加工した自動車用強度部品（例えばバンパーやドアインパクトビーム等の補強部材）においても、十分な材質特性（強度、剛性等）を表し、衝撃吸収性や耐遅れ破壊性も良好であった。

#### 【0061】

【実施例】次に本発明を実施例に基づいて説明する。表1に示す成分の鋼を溶製し、常法に従い連続鑄造でスラブとした。符号A～Jが本発明に従った成分の鋼で符号K～Mは成分が逸脱するものである。これらの鋼を加熱炉中で1160℃～1250℃の温度で加熱し、870℃～900℃の仕上げ温度で熱間圧延を行い、650℃～750℃にて巻き取る。これに続いて符号H以外は、酸洗後に冷間圧延を行い、次いで再結晶焼鈍を行い、その後0.4%の調質圧延をして冷延鋼板とした。また、符号I、Jは更に目付量を片面50g/m<sup>2</sup>施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板とし、Jについては加えてフィルムラミネート処理をした。表2に鋼板の製造方法と材質特性を示す。

【0062】表3に、鋼板の耐遅れ破壊性の評価を示した。評価方法は、80mm×30mmの短冊試験片を曲げ加工し、表面に耐水性の歪みゲージを装着した後で0.5mol/lの硫酸中に漬け、電流によって電解して水素を侵入させる方法である。その後割れの発生を評価した。曲げ加工の半径は5mm、10mm、15mmとし、与える応力はそれぞれ60MPaと90MPaとした。

【0063】表2、表3に示すように、本発明例である符号1、2、3、5、7～12では、自動車の補強部品に適用するに十分な引張り強度と延性を示しており、割れ発生までの時間も長く耐遅れ破壊性に優れている。これらに対して比較例である符号4、6、13～15では、成分、焼鈍温度のいずれかが本発明範囲から逸脱している。4、6は式(A)の値が本範囲から逸脱しており、割れ発生までの時間が短くなる。13～15は成分

13

範囲が逸脱しており、水素のトラップサイトとなる晶出物や析出物の個数が少ないか、反対に水素をトラップしすぎるために割れ発生までの時間が短くなり、本発明での耐遅れ破壊性での差は明らかである。

【0064】

【表1】

10

20

30

40

14

番号	分類	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mg	Ti	Nb	V	Cr	Mo	W	Cu	Ni	Co	B	REM	Ca	Y	板厚 (mm)	品種
A	発明鋼	0.16	0.50	2.60	0.016	0.008	0.035	0.008	0.0042	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1.2	冷延鋼板
B	発明鋼	0.12	0.82	2.60	0.017	0.008	0.032	0.005	0.0038	0.050	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1.4	冷延鋼板
C	発明鋼	0.15	0.50	2.90	0.015	0.004	0.035	0.004	0.0039	0.050	—	—	—	0.300	—	—	—	—	—	—	—	—	1.2	冷延鋼板
D	発明鋼	0.14	0.44	2.60	0.015	0.005	0.034	0.006	0.0052	0.100	—	0.042	0.01	—	—	0.01	—	—	—	—	—	—	1.0	冷延鋼板
E	発明鋼	0.15	0.50	2.60	0.007	0.002	0.030	0.003	0.0028	0.050	0.012	—	—	—	0.02	0.01	0.02	—	—	—	—	—	0.8	冷延鋼板
F	発明鋼	0.16	1.03	2.30	0.011	0.001	0.054	0.004	0.0055	0.054	—	—	—	0.052	—	0.01	—	0.01	0.0005	—	—	—	1.6	冷延鋼板
Q	発明鋼	0.16	1.52	2.33	0.012	0.003	0.325	0.005	0.0033	—	—	0.131	—	0.061	—	0.11	—	0.009	0.0005	—	—	0.0016	1.4	冷延鋼板
H	発明鋼	0.21	0.52	1.51	0.011	0.002	0.312	0.004	0.0032	0.011	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	3.4	熱延鋼板
I	発明鋼	0.16	0.02	2.21	0.008	0.003	0.721	0.001	0.0048	0.055	0.051	0.051	—	0.285	—	—	—	—	—	—	—	—	1.4	亜鉛めっき鋼板
J	発明鋼	0.15	0.01	2.55	0.009	0.003	1.211	0.003	0.0054	—	0.088	0.041	0.02	0.286	0.013	—	0.02	—	—	0.0012	0.0022	—	1.8	亜鉛めっき鋼板
K	比較鋼	0.16	0.50	2.50	0.016	0.006	0.035	0.006	—	0.051	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1.2	冷延鋼板
L	比較鋼	0.12	0.48	2.33	0.015	0.005	0.035	0.005	0.0012	—	—	1.311	—	—	—	2.12	—	—	0.0012	—	—	—	1.4	冷延鋼板
M	比較鋼	0.18	0.52	2.10	0.011	0.003	0.035	0.002	—	—	0.008	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0011	0.0015	—	1.6	冷延鋼板

【0065】

【表2】

試験 番号	鋼 番号	分類	製 造 条 件					引張特性	
			鑄造速度 (m/min)	加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	捲取温度 (°C)	焼鈍温度 (°C)	TS (Mpa)	EI (%)
1	A	発明例	1.5	1180	880	650	850	1410	8
2	B	発明例	1.4	1180	870	700	820	1160	12
3	C	発明例	2.1	1240	880	650	820	1380	8
4		比較例	1.7	1190	880	550	<u>550</u>	1610	2
5	D	発明例	1.5	1230	900	600	840	1360	9
6		比較例	1.6	1210	870	550	<u>970</u>	1310	10
7	E	発明例	1.3	1200	880	600	820	1410	8
8	F	発明例	1.5	1150	890	700	830	1480	8
9	G	発明例	1.8	1160	880	600	800	1420	7
10	H	発明例	1.7	1230	900	550	—	1400	8
11	I	発明例	1.6	1200	900	650	810	1390	8
12	J	発明例	1.5	1220	880	600	820	1530	8
13	K	比較例	1.7	1180	890	600	840	1410	8
14	L	比較例	1.8	1190	890	600	850	1390	4
15	M	比較例	1.2	1220	890	600	830	1470	8

【0066】

【表3】

番号	分類	残留γ率 (%)	粒径 (μm)	密度 (個/mm <sup>2</sup> )	式(A)	割れ発生までの時間(min)					
						曲げ半径15mm		曲げ半径10mm		曲げ半径5mm	
						応力60kgf/mm <sup>2</sup>	応力90kgf/mm <sup>2</sup>	応力60kgf/mm <sup>2</sup>	応力90kgf/mm <sup>2</sup>	応力60kgf/mm <sup>2</sup>	応力90kgf/mm <sup>2</sup>
1	発明例	2.6	0.2	1000	15.92	○	○	○	○	○	○
2	発明例	3.7	0.18	1550	11.82	○	○	○	○	○	○
3	発明例	4.2	0.12	2500	10.63	○	○	○	○	○	○
4	比較例	3.0	0.45	1000	8.82	○	×	○	×	×	×
5	発明例	2.7	0.2	12000	17.24	○	○	○	○	○	○
6	比較例	3.3	0.12	300	9.45	×	×	×	×	×	×
7	発明例	3.1	0.2	1600	11.63	○	○	○	○	○	○
8	発明例	2.7	0.18	3400	15.61	○	○	○	○	○	○
9	発明例	2.4	0.16	5400	21.13	○	○	○	○	○	○
10	発明例	2.8	0.14	2800	14.46	○	○	○	○	○	○
11	発明例	3.1	0.13	2200	12.11	○	○	○	○	○	○
12	発明例	2.4	0.12	1200	19.02	○	○	○	○	○	○
13	比較例	2.5	0.19	1000	9.55	○	×	×	×	×	×
14	比較例	4.2	0.2	1200	6.21	×	×	×	×	×	×
15	比較例	3.2	0.2	1000	3.31	×	×	×	×	×	×

## 【0067】

【発明の効果】以上に説明した通り、本発明による高強度薄鋼板では、有効に水素のトラップサイトであるMgの化合物または複合晶出・析出物を効果的に分散させ、延性および成形加工後の耐遅れ破壊性を両立させる事ができる。本発明の高強度薄鋼板を形成加工した自動車用強度部品（例えばバンパーやドアインパクトビーム等の

補強部材）においても、十分な材質特性を表し、衝撃吸収性や耐遅れ破壊性も良好であった。

## 【図面の簡単な説明】

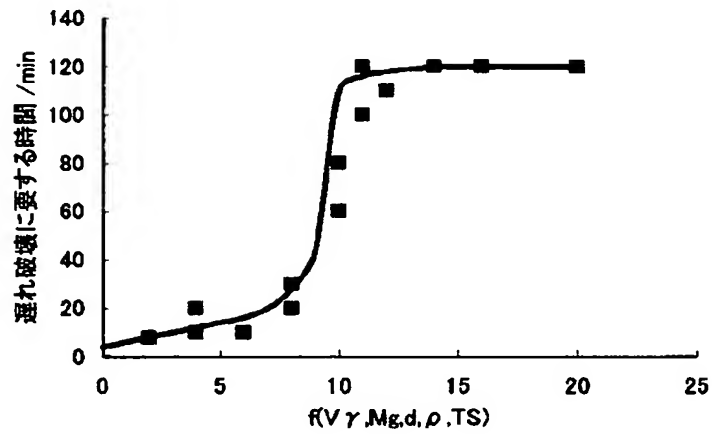
【図1】式(A)と遅れ破壊時間の関係を示すグラフである。

【図2】式(A)と残留オーステナイトの関係を示すグラフである。

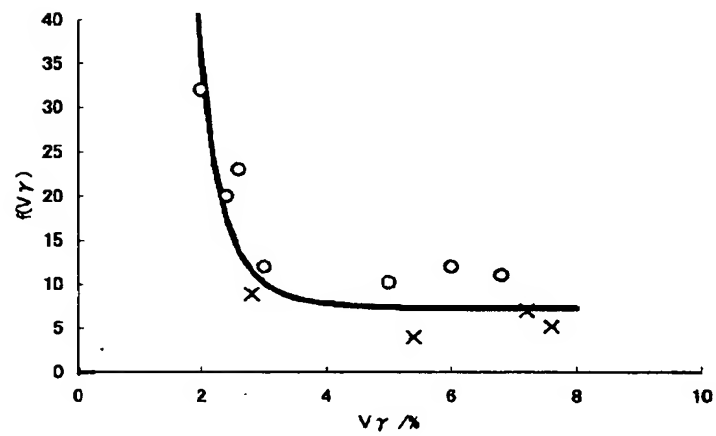
【図3】式(A)とMg量の関係を示すグラフである。

【図4】式(A)と密度の関係を示すグラフである。

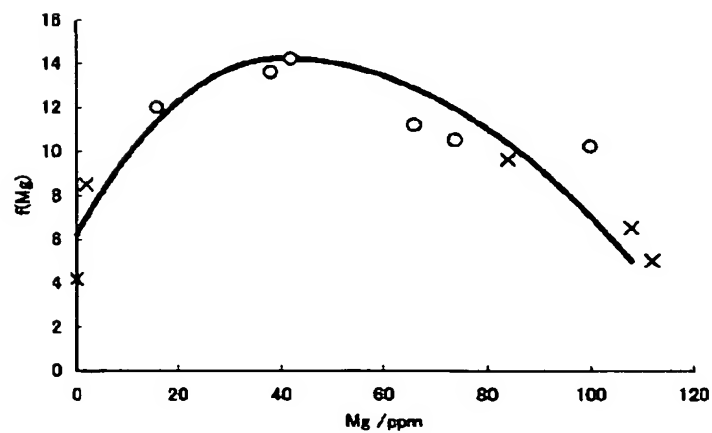
【図1】



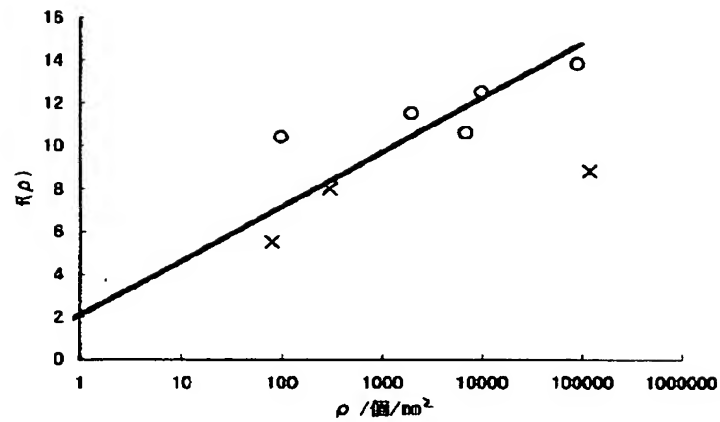
【図2】



【図3】



【図 4】



フロントページの続き

(72)発明者 谷口 裕一

愛知県東海市東海町 5-3 新日本製鐵株  
式会社名古屋製鐵所内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09  
EA10 EA11 EA15 EA16 EA17  
EA18 EA19 EA20 EA23 EA25  
EA27 EA28 EA31 EA32 EA33  
EA35 EA36 EB06 EB07 EB09  
EC01 FA02 FA03 FC04 FC07  
FE01 FE02 FE03 FG01 FJ04  
FJ05 FJ06 FL01 FL02 FL03  
FM02